

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-049237  
(43)Date of publication of application : 21.02.2003

---

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C21D 8/02  
C22C 38/14  
C22C 38/58

---

(21)Application number : 2001-238167 (71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 06.08.2001 (72)Inventor : UEMORI RYUJI  
ITO MINORU  
FURUYA HITOSHI

---

**(54) HIGH STRENGTH STEEL FOR WELDING STRUCTURE HAVING EXCELLENT BASE METAL TOUGHNESS AND HAZ TOUGHNESS AND PRODUCTION METHOD THEREFOR**

**(57)Abstract:**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide high strength steel for welding structures which has excellent base metal toughness and HAZ(heat affected zone) toughness, and to provide a production method therefor.

**SOLUTION:** The high strength steel for welding structures having excellent base metal toughness and HAZ toughness has a composition containing by mass, 0.01 to 0.2% C, 0.02 to 0.5% Si, 0.3 to 2% Mn, ≤0.03% P, 0.0001 to 0.03% S, 0.0005 to 0.05% Al and 0.003 to 0.05% Ti, and further containing one or more kinds selected from 0.0001 to 0.01% Mg, 0.0001 to 0.01% Ca and 0.0001 to 0.05% rare earth metals, and the balance iron with inevitable impurities, and also containing one or more kinds selected from Mg, Ca and rare earth metals and one or both of O and S, and in which grains having a grain size of 0.005 to 0.5 μm are dispersed, there being ≥ 10,000 pieces per square mm.

---

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]



接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼の製造方法。

【請求項7】 請求項1乃至4のいずれか1項に記載の鋼の製造において、鋼塊をAc<sub>3</sub>点以上、1350℃以下に加熱後、再結晶温度域で熱間圧延し、さらに未再結晶温度域において累積圧下率で40～90%の熱間圧延をした後、1～60℃/secの冷却速度で600℃以下まで冷却することを特徴とする母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼の製造方法。

10 【請求項8】 請求項1乃至4のいずれか1項に記載の鋼の製造において、鋼塊をAc<sub>3</sub>点以上、1350℃以下に加熱後、再結晶温度域で熱間圧延し、さらに未再結晶温度域において累積圧下率で40～90%の熱間圧延をした後、1～60℃/secの冷却速度で600℃以下まで冷却し、引き続いて300℃～Ac<sub>1</sub>点に加熱して焼戻し熱処理することを特徴とする母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

20 【発明の属する技術分野】本発明は、建築、橋梁、造船、海洋構造物、ラインパイプ、建設機械などの溶接構造物として広く利用可能な、490MPa級をはじめとする溶接構造物用鋼に関わり、さらに詳しくは母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた溶接構造物用鋼及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】建築、橋梁、造船、海洋構造物など溶接構造物の脆性破壊防止の観点から、母材の韌性だけでなく、溶接部からの脆性破壊の発生抑制すなわち、使用される鋼板のHAZ韌性の向上に関する研究が数多く報告されてきた。一般に、母材韌性の確保のためには最終のフェライト粒径を小さくすることが肝要であり、必要韌性レベルにより普通圧延、制御圧延、さらには制御圧延+加速冷却が利用してきた。その基本はAlNやTiNなどの高温で安定な窒化物を用いて、母材の加熱γ粒径を微細化した上で、さらに圧延によりオーステナイト中にフェライトの核生成サイトを多数導入し、最終フェライト粒径を微細にすることにある。したがって、このような母材の製造方法では、当然ながら窒化物の種類により熱間圧延前の再加熱温度を変える必要が生じたり、加熱γ粒径の変動から最終のフェライト粒径にも変化が生じ、結果的に、母材韌性にバラツキが生じることがしばしば起こる。

30 40 【0003】一方、溶接部HAZ韌性も加熱γ粒径が入熱量によって異なることから、要求韌性値が高いほどその値を小さくする必要があるにも関わらず、近年では加熱γ粒径が大きくなる条件、すなわち溶接施工能率の向上の観点から、大入熱溶接（およそ20kJ/mm以下）や超大入熱溶接（20～150kJ/mm）が実施される場合が増加している。大入熱溶接と超大入熱溶接の鋼板への

### 【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.01～0.2%，

Si : 0.02～0.5%，

Mn : 0.3～2%，

P : 0.03%以下、

S : 0.0001～0.03%，

Al : 0.0005～0.05%，

Ti : 0.003～0.05%を含有し、さらに、

Mg : 0.0001～0.01%，

Ca : 0.0001～0.01%，

REM : 0.0001～0.05%のうち1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、かつ、Mg、Ca、REMの1種または2種以上と、O、Sの一方もしくは両方を含み、粒子径0.005～0.5μmである粒子が、1mm当たり10000個以上分散していることを特徴とする母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼。

【請求項2】 質量%で、

Cu : 0.05～1.5%，

Ni : 0.05～5%，

Cr : 0.02～1.5%，

Mo : 0.02～1.5%，

V : 0.01～0.1%，

Nb : 0.0001～0.2%，

Zr : 0.0001～0.05%，

Ta : 0.0001～0.05%，

B : 0.0003～0.005%のうち1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする請求項1に記載の母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼。

【請求項3】 母材の加熱γ粒径（旧オーステナイト粒径）が再加熱温度によらず100μm以下であり、かつ、最終のフェライト粒径が1～50μmであることを特徴とする請求項1または2に記載の母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼。

【請求項4】 溶接部HAZ組織の加熱γ粒径（旧オーステナイト粒径）が溶接入熱によらず10～200μmである請求項1乃至3のいずれか1項に記載の母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼。

【請求項5】 請求項1乃至4のいずれか1項に記載の鋼の製造において、鋼塊をAc<sub>3</sub>点以上、1350℃以下に加熱後、再結晶温度域で熱間圧延した後、自然冷却することを特徴とする母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼の製造方法。

【請求項6】 請求項1乃至4のいずれか1項に記載の鋼の製造において、鋼塊をAc<sub>3</sub>点以上、1350℃以下に加熱後、再結晶温度域で熱間圧延し、さらに未再結晶温度域において累積圧下率で40～90%の熱間圧延をした後、自然冷却することを特徴とする母材韌性と溶

影響の差異は、高温での滞留時間の差異に起因しており、特に超大入熱溶接ではその時間が極めて長時間であるために、結晶粒径が著しく粗大化する領域が広く、韌性の低下が著しくなる。

【0004】以上のような母材韌性のバラツキと溶接部HAZ韌性の入熱依存性の問題点を回避する抜本的な方法として、母材組織および溶接部HAZ組織の加熱 $\gamma$ 粒径を同一のピニング粒子によって制御し、両者の高温での粒成長を顕著に抑制することが考えられる。これが実現できた場合は、母材韌性の安定性はもとより入熱が大きくなった場合にも溶接部HAZ韌性を十分に向上させることができる。また、母材の加熱 $\gamma$ 粒径が著しく微細になる場合には、従来の制御圧延や加速冷却を用いることなく普通圧延でも同程度のフェライト粒径と母材韌性を付与できる可能性が出てくることから、本技術の確立は工業的価値が高い。

【0005】加熱 $\gamma$ 粒径のピニング効果が最も期待できる粒子として、高温でも溶解しにくい酸化物や硫化物が考えられる。例えば、酸化物の導入方法としては鋼の溶製工程においてTiなどの脱酸元素を単独に添加する方法があるが、多くの場合に溶鋼保持中に酸化物の凝集塊がおこり粗大な酸化物の生成をもたらすことによりかえって鋼の清浄度を損ない韌性を低下させてしまうことが知られている。そのため、複合脱酸法などさまざまな工夫がなされているが、従来知られている方法では、高温での母材の加熱 $\gamma$ 粒径、さらには溶接入熱が大きい場合の結晶粒粗大化を完全に阻止しうるほどの微細な酸化物を分散させることはできていない。また、硫化物についても同様である。

#### 【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、以上のような問題を解決し、母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼およびその製造方法を提供することを課題とするものである。

#### 【0007】

【課題を解決するための手段】発明者らは、従来以上に酸化物や硫化物を微細分散させることを鋭意検討し、母材の加熱 $\gamma$ 粒径を微細化し、同時に大入熱あるいは超大入熱溶接においても溶接部HAZ組織の加熱 $\gamma$ 粒径も微細化し、母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼を製造できることを見出し本発明に至ったもので、その要旨とするところは、以下の通りである。

【0008】(1) 質量%で、C: 0.01~0.2%, Si: 0.02~0.5%, Mn: 0.3~2%, P: 0.03%以下, S: 0.0001~0.03%, Al: 0.0005~0.05%, Ti: 0.003~0.05%を含有し、さらに、Mg: 0.0001~0.01%, Ca: 0.0001~0.01%, REM: 0.0001~0.05%のうち1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、

かつ、Mg、Ca、REMの1種または2種以上と、O、Sの一方もしくは両方を含み、粒子径0.005~0.5μmである粒子が、1mm当たり10000個以上分散していることを特徴とする母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼。

(2) 質量%で、Cu: 0.05~1.5%, Ni: 0.05~5%, Cr: 0.02~1.5%, Mo: 0.02~1.5%, V: 0.01~0.1%, Nb: 0.0001~0.2%, Zr: 0.0001~0.0

10 5%, Ta: 0.0001~0.05%, B: 0.0003~0.005%のうち1種または2種以上を、さらに含有することを特徴とする前記(1)に記載の母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼。

(3) 母材の加熱 $\gamma$ 粒径(旧オーステナイト粒径)が再加熱温度によらず100μm以下であり、かつ、最終のフェライト粒径が1~50μmであることを特徴とする前記(1)または(2)に記載の母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼。

(4) 溶接部HAZ組織の加熱 $\gamma$ 粒径(旧オーステナイト粒径)が溶接入熱によらず10~200μmである前記(1)乃至(3)のいずれか1項に記載の母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼。

【0009】(5) 前記(1)乃至(4)のいずれか1項に記載の鋼の製造において、鋼塊をAc<sub>3</sub>点以上、1350℃以下に加熱後、再結晶温度域で熱間圧延した後、自然冷却することを特徴とする母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼の製造方法。

(6) 前記(1)乃至(4)のいずれか1項に記載の鋼の製造において、鋼塊をAc<sub>3</sub>点以上、1350℃以下に加熱後、再結晶温度域で熱間圧延し、さらに未再結晶温度域において累積圧下率で40~90%の熱間圧延をした後、自然冷却することを特徴とする母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼の製造方法。

(7) 前記(1)乃至(4)のいずれか1項に記載の鋼の製造において、鋼塊をAc<sub>3</sub>点以上、1350℃以下に加熱後、再結晶温度域で熱間圧延し、さらに未再結晶温度域において累積圧下率で40~90%の熱間圧延をした後、1~60°C/secの冷却速度で600°C以下まで冷却することを特徴とする母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼の製造方法。

(8) 前記(1)乃至(4)のいずれか1項に記載の鋼の製造において、鋼塊をAc<sub>3</sub>点以上、1350℃以下に加熱後、再結晶温度域で熱間圧延し、さらに未再結晶温度域において累積圧下率で40~90%の熱間圧延をした後、1~60°C/secの冷却速度で600°C以下まで冷却し、引き続いて300°C~Ac<sub>1</sub>点に加熱して焼戻し熱処理することを特徴とする母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた高強度溶接構造用鋼の製造方法。

#### 【0010】

【発明の実施の形態】Mg、Ca、REMは、従来から

強脱酸剤、脱硫剤として鋼の清浄度を高めることで、溶接熱影響部の韌性を向上させることができるとされている。しかしながら、これら元素を含有する酸化物の分散を制御して、母材韌性および溶接部HAZ韌性を向上させる技術として用いた例はこれまで報告されていない。特開平11-293382号公報に記載されているMg添加方法は溶接部HAZ韌性向上策として溶接部HAZ組織微細化への適用のみを示している。本発明者らは、Mg、Ca、REMの強脱酸剤あるいは強力な硫化物生成能に着目し、これら元素の添加順序および量を制御することで、母材およびHAZ組織の加熱γ粒径の微細化に効果を有する酸化物や硫化物の微細分散が期待できる余地があると考えた。

【0011】以下、本発明に関して詳細に説明する。本発明者らは、Tiを添加し弱脱酸した溶鋼中にMgを添加した場合の酸化物の状態を系統的に調べた。その結果、Si、Mnによる脱酸後に、Ti添加、Mg添加の順に添加した場合に、あるいはTi添加とMg添加を同時にを行い、さらに平衡状態になった状態で再度Mgを添加するというサイクルを2重ないしは3重に繰り返すことで、Mgの酸化物や硫化物が極めて微細に、かつ高密度に生成されることを見出した。このMg添加の効果はCaやREMをMgの代わりに用いても同様に得られ、いずれの元素を添加した場合も添加元素を含む酸化物や硫化物が生成され、その粒子径は0.005~0.5μm、粒子数は鋼中に1mm当たり10000個以上であり、強力なピニング力を有していることが確認された。

【0012】ここにいう酸化物や硫化物は、酸化物あるいは硫化物として単独に存在するものばかりではなく、混合凝集したものや化合して酸硫化物として観察されるものも含めるものとし、Mg、Ca、REMの1種または2種以上と、O、Sの一方もしくは両方が検出され、上記粒径条件が満たされれば本発明も粒子とする。この粒子の観察は、粒径が大きなものではEPMAによっても可能であるが元素分析機能の付いた透過型電子顕微鏡の利用が好ましい。

【0013】本発明は上記の介在物の存在状態によって達成される母材韌性と溶接部HAZ韌性に優れた鋼材に関するものであり、加熱γ粒径の変化を極力抑えた画期的な技術である。すなわち、本発明の特徴は、母材の加熱γ粒径（旧オーステナイト粒径）が再加熱温度によらず100μm以下であり、さらに溶接部HAZ組織の加熱γ粒径（旧オーステナイト粒径）が溶接入熱によらず10~200μmであり、これらのミクロ組織を反映して、母材韌性と溶接部HAZ韌性の両方に優れた高強度溶接構造用鋼を提供できる点にある。しかも、本技術を用いれば再加熱温度によらず最終フェライト粒径が1~50μmに安定して作り込むことができる。

【0014】本発明におけるMg、Ca、REMの添加方法であるが、既に述べたように、最初に、Si、Mn

を添加後、まず、Tiを添加し溶鋼中の酸素量を調整した後、少量のMg（Ca、REMでも同様、以下同じ）を徐々に添加するか、あるいは、Tiと少量のMgを同時に添加した後に、最終段階で再度Mgを添加する。最適なMgの添加量は、Ti添加後、溶鋼中に存在する酸素量などに依存するが、実験では、その時の酸素濃度はTi添加量とMg添加までの時間に依存し、TiとMg添加量を適正な範囲で制御すれば良い。なお、繰り返しの最終的なMg添加時の溶存酸素量は0.1~50ppm

10 程度が適量である。最小の0.1ppmは微細なMgの酸化物や硫化物ができる最小の量であり、50ppmを超えると粗大なMg酸化物ができるようになり、ピニング力が弱くなることからこれを限度とした。以下、本発明の成分の限定理由について述べる。

【0015】C:Cは鋼における母材強度を向上させる基本的な元素として欠かせない元素であり、その有効な下限として0.01%以上の添加が必要であるが、0.2%を超える過剰の添加では、鋼材の溶接性や韌性の低下を招くので、その上限を0.2%とした。

20 【0016】Si:Siは製鋼上脱酸元素として必要な元素であり、鋼中に0.02%以上の添加が必要であるが、0.5%を超えるとHAZ韌性を低下させてそれを上限とする。

【0017】Mn:Mnは、母材の強度および韌性の確保に必要な元素であるが、2%を超えるとHAZ韌性を著しく阻害するが、逆に0.3%未満では、母材の強度確保が困難になるために、その範囲を0.3~2%とする。

30 【0018】P:Pは鋼の韌性に影響を与える元素であり、0.03%を超えて含有すると鋼材の母材だけではなくHAZの韌性を著しく阻害するのでその含有される上限を0.03%とした。

【0019】S:Sは0.03%を超えて過剰に添加されると粗大な硫化物の生成の原因となり、韌性を阻害するが、その含有量が0.0001%未満になると、粒内フェライトの生成に有効なMnS等の硫化物生成量が著しく低下するために、0.0001~0.03%をその範囲とする。

40 【0020】Al:Alは通常脱酸剤として添加されるが、本発明においては、0.05%超えて添加されるとMg、Ca、REMの添加の効果を阻害するために、これを上限とする。また、Mg、Ca、REMの酸化物を安定に生成するためには0.0005%は必要であり、これを下限とした。

【0021】Ti:Tiは、脱酸剤として、さらには窒化物形成元素として結晶粒の細粒化に効果を発揮する元素であるが、多量の添加は炭化物の形成による韌性の著しい低下をもたらすために、その上限を0.05%にする必要があるが、所定の効果を得るために0.003%以上の添加が必要であり、その範囲を0.003~

0.05%とする。

【0022】Mg : Mgは本発明の主たる合金元素であり、主に脱酸剤あるいは硫化物生成元素として添加されるが、0.01%を超えて添加されると、粗大な酸化物や硫化物が生成し易くなり、母材およびHAZ韧性の低下をもたらす。しかしながら、0.0001%未満の添加では、ピニング粒子として必要な酸化物の生成が十分に期待できなくなるため、その添加範囲を0.0001～0.01%と限定する。

【0023】Ca, REM : CaおよびREMは硫化物を生成することにより伸長MnSの生成を抑制し、鋼材の板厚方向の特性、特に耐ラメラティア性を改善する。さらに両元素はMgと同様な効果を有していることから、本発明の重要な元素群である。Ca, REMはともに0.0001%未満では、以上の効果が得られないので下限値を0.0001%とした。逆に、Caの場合には0.01%を、REMの場合には0.05%を超えるとCaとREMの粗大酸化物個数が増加し、超微細な酸化物や硫化物の個数が低下するため、その上限をそれぞれ0.01%と0.05%とする。

【0024】なお、本発明においては、強度および韧性を改善する元素として、Cu, Ni, Cr, Mo, V, Nb, Zr, Ta, Bの中で、1種または2種以上の元素を添加することができる。

【0025】Cu : Cuは、韧性を低下させずに強度の上昇に有効な元素であるが、0.05%未満では効果がなく、1.5%を超えると鋼片加熱時や溶接時に割れを生じやすくする。従って、その含有量を0.05～1.5%以下とする。

【0026】Ni : Niは、韧性および強度の改善に有効な元素であり、その効果を得るためにには0.05%以上の添加が必要であるが、5%以上の添加では溶接性が低下するために、その上限を5%とする。

【0027】Cr : Crは析出強化による鋼の強度を向上させるために、0.02%以上の添加が有効であるが、多量に添加すると、焼入れ性を上昇させ、ベイナイト組織を生じさせ、韧性を低下させる。従って、その上限を1.5%とする。

【0028】Mo : Moは、焼入れ性を向上させると同時に、炭窒化物を形成し強度を改善する元素であり、その効果を得るためにには、0.02%以上の添加が必要になるが、1.5%を超えた多量の添加は必要以上の強化とともに、韧性の著しい低下をもたらすために、その範囲を0.02～1.5%以下とする。

【0029】V : Vは、炭化物、窒化物を形成し強度の向上に効果がある元素であるが、0.01%以下の添加ではその効果がなく、0.1%を超える添加では、逆に韧性の低下を招くために、その範囲を0.01～0.1%以下とする。

【0030】Nb : Nbは、炭化物、窒化物を形成し強

度の向上に効果がある元素であるが、0.0001%以下の添加ではその効果がなく、0.2%を超える添加では、韧性の低下を招くために、その範囲を0.0001～0.2%以下とする。

【0031】Zr, Ta : ZrとTaもNbと同様に炭化物、窒化物を形成し強度の向上に効果がある元素であるが、0.0001%以下の添加ではその効果がなく、0.05%を超える添加では、逆に韧性の低下を招くために、その範囲を0.0001～0.05%以下とする。

【0032】B : Bは一般に、固溶すると焼入れ性を増加させるが、またBNとして固溶Nを低下させ、溶接熱影響部の韧性を向上させる元素である。従って、0.003%以上の添加でその効果を利用できるが、過剰の添加は、韧性の低下を招くために、その上限を0.005%とする。

【0033】上記の成分を含有する鋼は、製鋼工程で溶製後、連続铸造などを経て再加熱、圧延、冷却処理を施される。この場合、以下の点を限定した。熱間圧延・制御圧延とともに、鋼塊をオーステナイト化するためにAc<sub>3</sub>点以上の温度に加熱する必要がある。しかし、1350℃を超えて加熱すると、熱源コストの増大が生じることから、加熱温度は1350℃以下とした。

【0034】次いで、熱間圧延・制御圧延とともに、再結晶温度域で圧延することによりオーステナイト粒径を小さくすることが必要である。また、制御圧延を用いて、強度上昇と韧性向上を図る場合には、さらに未再結晶温度域で圧延することによりオーステナイト粒内に変形帯を導入し、フェライト変態核を導入することが有効である。

30 未再結晶域での累積圧下率が40%未満では変形帯が十分に形成されないので、未再結晶域で累積圧下率の下限値を40%とした。しかし、累積圧下率が90%を超えると、母材シャルピー試験の吸収エネルギーの低下が著しくなるために、上限を90%にした。

【0035】自然放冷よりさらに強度を上昇させるためには加速冷却が必要である。しかしながら、冷却速度が1°C/sec未満では、十分な強度を得ることができない。逆に、冷却速度が60°C/sec超ではベイナイト主体組織が生成するため母材の韧性が低下する。したがって、冷却速度を1～60°C/secに限定した。本発明において

40 は、母材の強度を得るために変態が終了するまで加速冷却を継続する必要がある。このため、冷却停止温度の上限を600°Cとした。600°C超の停止温度では変態が終了しないために、十分な強度が得られない。冷却停止温度の下限は、加速冷却の効果の点からは特に定めないが、室温を下回るような温度まで冷却する必要はない。

【0036】加速冷却後の焼戻し熱処理は回復による母材組織の韧性向上を目的としたものであるから、加熱温度は逆変態が生じない温度域であるAc<sub>1</sub>点以下でなければならぬ。回復は転位の消滅・合体により格子欠陥

密度を減少させるものであり、これを実現するためには300°C以上に加熱することが必要である。このため、加熱温度の下限を300°Cとした。上限は変態点以下であるため、A<sub>c1</sub>を上限とした。

#### 【0037】

【実施例】次に、本発明の実施例について述べる。表1の化学成分を有する鋼塊を表2に示す熱間圧延および熱処理を行い鋼板とした後、母材韌性と溶接入熱が50kJ/mmの超大入熱溶接を付与し、旧γ粒径を測定するとともに、HAZ韌性を評価した。韌性はそれぞれ母材が-80°C、溶接部HAZ韌性が-20°Cにおけるシャルピー吸収エネルギーにより評価した。

【0038】鋼1～22は本発明の例を示す。表2から明らかなように、本発明の鋼板は化学成分、製造条件、粒子数の各要件を満足しており、最終のフェライト粒径が50μm以下の微細組織を呈しており、これを反映して母材韌性は200J以上ときわめて良好な値となっている。さらに、50kJ/mmの超大入熱HAZ韌性もHAZの加熱γ粒径が200μm以下となっていることから、ほぼ母材並みの高韌性を有していることがわかる。

【0039】それに対し、鋼23～35は本発明方法から逸脱した比較例を示す。すなわち、鋼23、24、25、26、27、29、30、33、34、35は基本成分あるいは選択元素の内いずれかの元素が、発明の要件を超えて添加されている例であり（表1の下線を引い

た成分が本発明の範囲を逸脱しているものである）、本発明の重要な部分である酸化物や硫化物の粒子数の要件は満たしているものの、韌性劣化要因となる元素が過剰に添加された事により、母材韌性の劣化および超大入熱HAZ韌性の劣化がいずれも助長されている。鋼28、31ではA<sub>1</sub>とT<sub>i</sub>が下限値より小さい場合に相当し、加熱γ粒径が母材、HAZで共に粗大化している。また、鋼32はMg、Ca、REMが無添加であり、超大入熱のHAZ韌性の劣化が大きい。以上の比較例ではいずれも母材韌性と溶接部HAZ韌性は低いレベルにあり、特にHAZ韌性の劣化度が大きい。この点は入熱量が小さい場合も同様であった。なお、比較鋼の33と34に示すように、微細な酸化物が多く存在していることから粒径が小さいにも関わらず韌性劣化が大きくなっているのは過剰のMgあるいは不純物の酸素が多量に含まれていた事に起因しており、5μm以上の粗大な粒子が増大したためである。

【0040】なお、表2における比較例36と37は本発明の1と2と化学成分が同じであるが、最終のMg量を添加する際の溶存酸素が50ppmを超えていた例であり、超微細な酸化物が生成されていないことから旧γ粒径の粗大化と顕著な韌性劣化が起きている。

#### 【0041】

【表1】

[表1-1]

鋼番号	化学成分 (mass%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Mg	Cu	Ni
本発明	1 0.06	0.12	1.23	0.006	0.0050	0.0040	0.006	0.0035	0.42	0.32
	2 0.13	0.14	1.33	0.009	0.0053	0.0033	0.004			
	3 0.09	0.09	1.60	0.004	0.0045	0.0085	0.013	0.0005		
	4 0.12	0.08	1.65	0.008	0.0030	0.0006	0.017	0.0029		
	5 0.16	0.20	1.40	0.008	0.0050	0.0070	0.014	0.0022		
	6 0.18	0.12	0.65	0.027	0.0024	0.0060	0.014			
	7 0.16	0.02	0.30	0.004	0.0289	0.0055	0.011			0.07
	8 0.14	0.18	1.29	0.008	0.0052	0.0021	0.007			
	9 0.10	0.15	1.97	0.006	0.0002	0.0136	0.011	0.0090	0.22	0.15
	10 0.06	0.27	1.58	0.008	0.0034	0.0040	0.031	0.0088	0.35	0.30
鋼	11 0.08	0.20	1.40	0.003	0.0022	0.0031	0.014			
	12 0.12	0.23	1.30	0.005	0.0016	0.0045	0.013	0.0027		
	13 0.11	0.30	1.20	0.007	0.0115	0.0040	0.021	0.0044		
	14 0.14	0.11	1.15	0.016	0.0021	0.0008	0.013			
	15 0.07	0.22	1.35	0.014	0.0030	0.0051	0.012	0.0077		
	16 0.05	0.28	1.25	0.003	0.0031	0.0048	0.009	0.0081	1.42	0.83
	17 0.06	0.49	1.36	0.001	0.0022	0.0036	0.011	0.0022	0.08	
	18 0.15	0.20	1.40	0.005	0.0050	0.0026	0.005	0.0025		
	19 0.10	0.08	1.23	0.010	0.0019	0.0053	0.046	0.0001		4.80
	20 0.02	0.14	0.93	0.006	0.0042	0.0201	0.011		1.05	3.08
比較	21 0.09	0.32	1.29	0.002	0.0019	0.0022	0.019	0.0063	0.07	
	22 0.08	0.32	1.25	0.004	0.0023	0.0483	0.019			
	23 0.25	0.28	1.44	0.015	0.0155	0.0055	0.013	0.0016	1.65	
	24 0.17	0.68	1.32	0.008	0.0080	0.0007	0.012			
	25 0.13	0.15	2.42	0.016	0.0032	0.0075	0.008			
	26 0.10	0.35	1.10	0.042	0.0040	0.0085	0.016			
	27 0.14	0.16	0.90	0.004	0.0355	0.0050	0.018	0.0004		
	28 0.17	0.03	0.50	0.002	0.0032	0.0003	0.015	0.0010		0.30
	29 0.16	0.06	1.32	0.005	0.0041	0.0553	0.020			
	30 0.09	0.19	0.55	0.003	0.0230	0.0030	0.062	0.0036		
鋼	31 0.07	0.12	0.92	0.026	0.0023	0.0036	0.002	0.0045	0.42	0.14
	32 0.18	0.08	0.40	0.003	0.0014	0.0071	0.015	<0.0001		
	33 0.15	0.24	0.68	0.004	0.0071	0.0033	0.008	0.0228		
	34 0.05	0.41	1.79	0.003	0.0051	0.0052	0.045	0.0139	0.10	
	35 0.07	0.35	1.57	0.002	0.0035	0.0049	0.012	0.0089	0.32	0.43

[0042]

[表2]

[表1-2]

番号	鋼	化 学 成 分 (mass%)									本発明の成分要件
		Cr	Mo	V	Nb	Zr	Ta	B	Ca	REM	
1	本発明				0.1280				0.0010		○
2							0.0005		0.0015		○
3		0.32	0.06		0.0150	0.0051				0.0018	○
4		0.17				0.0036	0.0008		0.0023		○
5					0.0005				0.0021		○
6		0.04			0.0003				0.0032		○
7							0.0008			0.0045	○
8		0.08	0.07								○
9			0.02		0.1100	0.0136			0.0014	0.0442	○
10		0.25					0.0320				○
11	鋼	0.04	0.18		0.0028					0.0025	○
12		0.20	0.12		0.0125				0.0010	0.0023	○
13		1.41	0.28		0.0050				0.0005	0.0007	○
14			1.45			0.0018	0.0122		0.0031		○
15							0.0219		0.0003	0.0002	○
16		0.20	0.22	0.05	0.0128		0.0410		0.0045	0.0087	○
17					0.0239				0.0005	0.0015	○
18					0.0500				0.0021		○
19					0.1700		0.0028				○
20											
21											
22											
23	比較鋼		0.05		0.0080						×
24		1.76	0.24		0.0135		0.0040	0.0015	0.0013		×
25					0.0030		0.0100			0.0012	×
26		0.15	0.20	0.06	0.0113				0.0260		×
27							0.0050		0.0017	0.0006	×
28		0.26	0.08		0.0210				0.0065		×
29									0.0005	0.0013	×
30					0.3150				0.0021		×
31		1.65	0.26		0.0138				0.0017		×
32							0.0080				×
33											×
34		0.14	0.30	0.02		0.0062		0.0008		0.0050	×
35				0.04		0.0560			0.0021		×

【0043】

【表3】

[表2]

鋼番号	製造方法	板厚 (mm)	製造条件		d 1 (μm)	粒子数 10 <sup>4</sup> 個以上	vE-80 (J)	d 2 (μm)	vE-20 (HAZ) (J)
			累積圧下率 (%)	冷却速度 (°C/s)					
本発明	1 制御圧延・空冷	40	60	—	25	○	245	100	216
	2 普通圧延・空冷	40	—	—	15	○	255	100	216
	3 普通圧延・空冷	250	—	—	35	○	274	140	225
	4 制御圧延・制御冷却	60	55	25	25	○	216	120	225
	5 制御圧延・制御冷却	50	65	20	15	○	235	80	216
	6 制御圧延・制御冷却	50	65	20	10	○	201	90	221
	7 普通圧延・空冷	150	—	—	25	○	206	170	216
	8 制御圧延・制御冷却	40	70	20	20	○	235	140	230
	9 制御圧延・空冷	120	40	—	25	○	248	45	225
	10 制御圧延・制御冷却	40	80	30	15	○	274	20	216
	11 制御圧延・空冷	50	60	—	10	○	220	105	216
	12 制御圧延・制御冷却	60	50	30	15	○	255	120	216
	13 制御圧延・制御冷却	30	85	30	10	○	265	140	216
	14 普通圧延・空冷	15	—	—	45	○	274	120	230
	15 制御圧延・制御冷却	60	50	15	25	○	255	70	216
	16 制御圧延・制御冷却	60	55	20	10	○	235	80	225
	17 普通圧延・空冷	80	50	—	20	○	240	135	211
	18 制御圧延・制御冷却	60	60	25	15	○	200	140	225
	19 制御圧延・制御冷却	60	65	40	5	○	296	185	221
	20 普通圧延・空冷	100	—	—	35	○	215	125	216
	21 普通圧延・空冷	80	—	—	25	○	228	50	216
	22 制御圧延・制御冷却	40	50	35	15	○	206	145	211
比較鋼	23 普通圧延・空冷	40	—	—	20	○	127	145	59
	24 制御圧延・制御冷却	40	70	25	15	○	122	160	25
	25 制御圧延・制御冷却	40	70	20	25	○	103	110	20
	26 普通圧延・空冷	60	—	—	30	○	49	120	20
	27 制御圧延・制御冷却	50	50	15	10	○	221	180	10
	28 制御圧延・制御冷却	50	50	35	60	×	39	595	49
	29 普通圧延・空冷	60	—	—	45	○	98	90	44
	30 普通圧延・空冷	120	—	—	15	○	147	130	54
	31 制御圧延・制御冷却	40	50	20	15	×	152	355	34
	32 制御圧延・制御冷却	80	45	20	10	×	147	500	5
	33 普通圧延・空冷	50	70	—	10	○	222	80	25
	34 制御圧延・制御冷却	60	65	10	25	○	127	75	25
	35 普通圧延・空冷	40	—	—	40	×	137	298	25
	36 制御圧延・制御冷却	40	60	10	185	×	127	420	10
	37 普通圧延・空冷	80	—	—	190	×	118	440	5

d 1 : 母材の加熱γ粒径, d 2 : 入熱50kJ/mmのHAZ加熱γ粒径

vE-80(J) : 母材の-80°Cにおけるシャルピー吸収エネルギー

vE-20(J) (HAZ) : HAZの-20°Cにおけるシャルピー吸収エネルギー

## 【0044】

【発明の効果】本発明の化学成分および製造方法に限定し、Ti添加後にMg、Ca、REMを適切に添加、あるいはTiとMgの同時添加後にMgを適切に添加することで、母材の加熱γ粒径を微細化することができ、さらに溶接入熱に関わらずHAZの加熱γ粒径も微細化す\*

\* ことができ、この二つの効果により母材韌性と溶接部HAZ韌性の両者に優れた高強度溶接構造用鋼の製造が可能となる。その結果、建築、橋梁、造船、海洋構造物、ラインパイプ、建設機械などの溶接構造物のぜい性破壊に対する安全性が大幅に向上了し、産業上の価値は極めて高いといえる。

フロントページの続き

(72) 発明者 古谷 仁志

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

F ターム (参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA11  
 AA12 AA14 AA15 AA16 AA19  
 AA20 AA22 AA23 AA24 AA27  
 AA29 AA31 AA33 AA35 AA36  
 AA39 AA40 BA01 CA03 CB01  
 CB02 CD01 CD02 CD03 CF00